بررسی اثر کار گرم و آنیل انحلالی بر ریزساختار و خواص مکانیکی سوپرآلیاژ Haynes 188 *

مهدی سمیعی زفرقندی[۱] سید مهدی عباسی[۲] مریم مرکباتی[۳] حسن بدری[۴]

چکیده

در پژوهش حاضـــر اثر میزان کرنش اعمالی حین کار گرم و همچنین تأثیر عملیات آنیل انحلالی پس‌ازآن بر ریزســاختار و خواص مکانیکی ســوپرآلیاژ Haynes 188 بررسی شده است. در این راستا شمش ریختگی و همگن‌شده سوپرآلیاژ Haynes 188 طی پاس‌های متعدد در دمای ۱۱۵۰ °C و با دو میزان کاهش ضـخامت ۶۰ و ۸۵٪ نورد شـد. همچنین عملیات آنیل انحلالی پس از کار گرم در محدودهٔ دمایی ۱۱۴۰ °C تا ۱۲۰۰ °C در زمان‌های ۱۰ تا ۱۲۰ دقیقه با هدف بهینه کردن خواص کششی انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری حاکی از کاهش اندازه دانه در نمونه ۸۵٪ در حالت نوردی نسبت به نمونه ۶۰٪ بود. آنالیز EDS نشان داد تنها کاربیدهای غنی از تنگستن M_6C در ساختار رسوب کرده‌اند که عملیات آنیل انحلالی در دماهای بیش از ۱۱۴۰ °C و زمان‌های بیشتر از ۳۰ دقیقه سبب انحلال نسبی کاربیدها و درشت شدن دانه‌ها می شود. تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) پس از آنیل انحلالی نشان داد که نرخ انحلال کاربیدها تحت شرایط یکسان آنیل، برای نمونه با ۸۵٪ کاهش ضخامت بیشتر از نمونه دیگر است. استحکام تسلیم نمونه با کاهش ضخامت ۸۵٪ بسیار بالاتر از نمونه با ۶۰٪ کاهش ضخامت بود که پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۱۴۰ °C به مدّت ۱۰ دقیقه استحکام تسلیم نمونه با ۸۵٪ کاهش ضخامت مجدداً افت کرد؛ امّا برای نمونه ۶۰٪، با انجام فرآیند آنیل انحلالی تحت شرایط مشابه نه‌تنها افت استحکام رخ نداد بلکه بهبود داکتیلیته نیز ملاحظه شد.

واژه‌های کلیدی سوپرآلیاژ Haynes 188، کرنش، آنیل انحلالی، خواص مکانیکی، بررسی ریزساختار.

Influence of Hot-working and Solution Annealing on Microstructure and Mechanical Properties of Haynes 188

M. Samii Zafarghandi S. M. Abbasi M. Morakabati H. Badri

Abstract

In present work effects of strain in hot working process and solution annealing, on microstructure and subsequent mechanical properties were investigated. The billet were hot rolled into final reduction in thickness 60 and 85% (R-60 and R-85) at 1150 ˚C. After that, solution annealing at 1140 ˚C to 1200 ˚C for 10 to 120 minutes were conducted to optimize of mechanical properties. The microstructures revealed grain size of R-85 sample was lower than another, but grain growth was observed for annealed sample above 1140 ˚C after 30 minutes. EDS analysis shown M_6C carbide rich of tungsten is only precipitated carbide. It's also found that grain growth rate is much more for R-85 sample. SEM evaluations also confirmed faster solution rate of carbides for R-85 sample. Yield strength of R-85 is very higher relative to R-60 while after annealing at 1140 ˚C for 10 minutes it decreased drastically. Annealing in same condition for R-60 sample cause not only decreasing of strength, even improved ductility.

Keywords Superalloy, Strain, Solution annealing, Mechanical properties, Microstructure evaluation.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۶/۴/۲۰ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۸/۱/۶ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) کارشناسی ارشد، پژوهشکدهٔ مواد فلزی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر.
(۲) نویسندهٔ مسئول، دانشیار پژوهشکدهٔ مواد فلزی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر.
Email: sma_abbasi@mut.ac.ir
(۳) استادیار پژوهشکدهٔ مواد فلزی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر.
(۴) محقق، استادیار پژوهشکدهٔ مواد فلزی، دانشگاه صنعتی مالک اشتر.

DOI: 10.22067/ma.v31i1.65787

مقدّمه

سوپرآلیاژ Haynes 188 یکی از آلیاژهای پرکاربرد پایه کبالت است که ازجمله خواص مهم آن می‌توان به حفظ خواص مکانیکی حتّی در دماهای بالای سرویس و همچنین مقاومت به خوردگی مناسب در همان شرایط اشاره نمود [1-3]. مکانیزم استحکام دهی در این آلیاژ رسوب کاربیدها و همچنین حضور ترکیبات محلول جامد گزارش شده است. حضور کاربیدهای نوع $M_{23}C_6$ و M_6C (M یک یا چند عنصر فلزی است) سبب استحکام این آلیاژ می‌شوند که بنا بر محدودهٔ دمایی و زمان آنیل هرکدام از کاربیدها می‌توانند به‌تنهایی یا با یکدیگر رسوب کنند [3,4].

محدودهٔ دمایی تغییر شکل این آلیاژ باریک و بین ۱۱۰۰˚C –۱۲۰۰˚C گزارش شده است. در مراجع [5,6] نیز تأثیر میزان کرنش یا کاهش ضخامت بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Co-29Cr-6Mo-0.14N حین فرایند نورد گرم بررسی و نشان داده شده که افزایش میزان کرنش سبب بهبود استحکام و سختی در این آلیاژ شده است اگرچه این افزایش استحکام افت اندک ازدیاد طول را نیز به دنبال داشته است. در آن مطالعات مکانیزم افزایش استحکام، ریزدانه‌سازی (Grain refinement) و همچنین تبدیل مرزهای دوقلویی با انرژی اندک (Σ3) به مرزهای کم‌زاویه (Low angled) با انرژی بیشتر گزارش شده است. در مراجع [2,3] نیز نشان داده شد که پس از تغییر شکل گرم آلیاژ Haynes 188، عملیات آنیل انحلالی انجام می‌گیرد امّا پژوهشگران دیگری [7] نشان دادند که در آلیاژ Haynes 25 که تفاوت آن با آلیاژ Haynes 188 جایگزینی نیکل به‌جای کبالت است، عملیات حرارتی آنیل در دماهای مختلف در زمان ۳۰ دقیقه نه‌تنها موجب بهبود خواص استحکامی نشده بلکه افت ازدیاد طول را نیز به دنبال داشته است. همچنین پژوهشگر دیگری [8] نیز به رشد سریع دانه‌های تبلور مجدد یافته با دما برای آلیاژ Haynes 25 اشاره نموده است. در پژوهش حاضر سعی بر آن است تا علاوه بر اثر میزان کرنش اعمالی حین نورد گرم بر ریزساختار، سختی و خواص کششی آلیاژ Haynes 188، تأثیر عملیات حرارتی پس از کار گرم نیز بر ریزساختار و خواص مکانیکی این آلیاژ مورد بررسی قرار گیرد.

روش پژوهش

ابتدا شمش اولیّه آلیاژ از طریق ذوب در کورهٔ القایی و به دنبال آن ذوب مجدد تحت سرباره الکتریکی (ESR) با ابعاد ٦۰×۷۵×۱۵۰ mm تهیه شد. همچنین جهت همگن‌سازی، شمش در دمای ۱۲۰۰°C و به مدّت ۳ ساعت حرارت دهی و سپس در آب سرد شد. مقدار عناصر آلیاژی موجود در شمش، به‌وسیلهٔ دستگاه کوانتومتری مدل Spector 2004 تعیین و ترکیب شیمیایی مطابق جدول (۱) ارائه شده است.

عملیات نورد گرم روی شمش همگن‌سازی شده، در دمای ۱۱۵۰ °C انجام شد. بدین ترتیب که شمش به مدّت یک ساعت در دمای نورد نگه‌داری و طی پاس‌های متعدد نورد شده و نهایتاً در آب سرد شد. در این فرایند دو نمونه به ابعاد ۲۰×۵۰×۱۰۰ mm برش خوردند و در هر پاس از نورد به میزان ۱ mm (معادل با کرنش ۰/۰٦) کاهش ضخامت یافتند. درنهایت یک نمونه با ضخامت نهایی ۸ mm و دیگری با ضخامت نهایی ۳ mm معادل با کاهش ضخامت‌های ٦۰ و ۸۵٪ (به ترتیب کرنش معادل ۱/۰۵ و ۲/۱۹) حاصل شد.

جدول (۱) ترکیب شیمیایی سوپرآلیاژ Haynes 188 (Wt%)

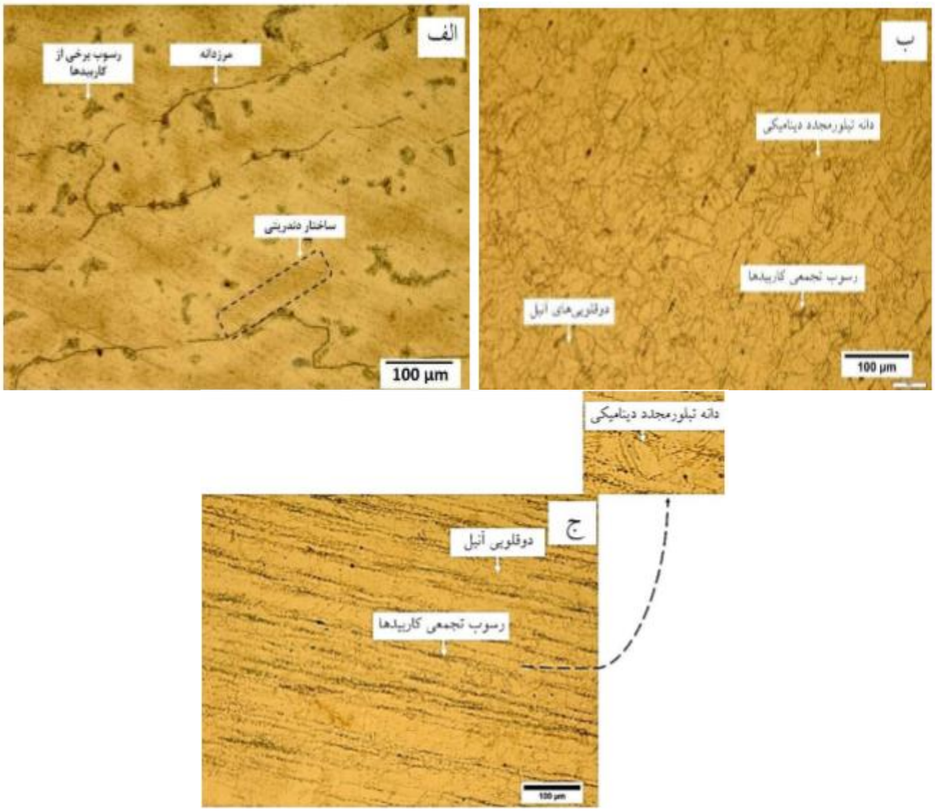
نام عنصر	Cr	Ni	W	Fe	Mn	Si	C	P	S	Co
محدودهٔ استاندارد	۲٤–۲۰	۲٤–۲۰	۱٦–۱۳	<۳	<۱/۲۵	<۰/۵	۰/۱ –۰/۱۵	<۰/۰۲	<۰/۰۱۵	باقیمانده
نمونه پژوهش	۲۱/۵۳	۲۲/۵۰	۱٤/۵۱	۱/۱۱	۰/۰۵	۰/۳۳	۰/۱۱	۰/۰۱۳	۰/۰۰۵	باقیمانده

جهت دستیابی به ساختاری با ویژگی‌های فیزیکی و مکانیکی مناسب نمونه باید تحت عملیات آنیل انحلالی قرار گیرد. ازاین‌رو نمونه‌ها پس از عملیات نورد گرم در دماهای ۱۱۴۰˚C، ۱۱۶۰˚C، ۱۱۸۰˚C و ۱۲۰۰˚C برای هر دو شرایط نوردی تحت عملیات آنیل انحلالی قرار گرفتند. زمان‌های ۱۰، ۳۰، ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه برای هر دما در نظر گرفته شد و نمونه‌ها پس از اتمام عملیات در آب سرد شدند. آزمایش سختی‌سنجی طبق استاندارد [9] توسط دستگاه ESE WAY hardness test تحت شرایط نوردی و همچنین پس از آنیل انحلالی و آزمایش کشش در دمای محیط نیز طبق استاندارد ASTM E8 M و توسط دستگاه Instron 8502 با سرعت حرکت فک $2\ mm.min^{-1}$ در شرایط مشابه انجام شد [10]. همچنین جهت بررسی‌های ریزساختاری از میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51 و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل TeScan VEGA3 استفاده شد. فازهای ثانویّه نیز توسط آنالیز EDS (Energy dispersive spectroscopy) شناسایی شدند. نمونه‌ها پس از سنباده‌زنی از مش ۱۰۰ تا ۲۰۰۰ توسط خمیر الماس ۱ میکرون پولیش شده و در محلول $10ml\ HCl\ 37\%+ 1ml\ H_2O_2$ حکاکی شدند.

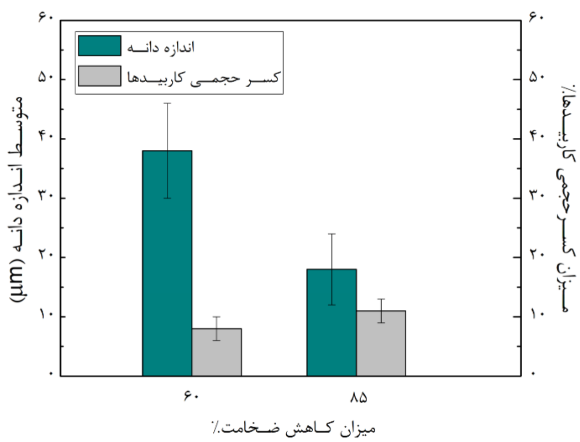
نتایج و بحث

بررسی ریزساختار پس از نورد گرم

شکل (۱) ریزساختار سوپرآلیاژ Haynes 188 را در دو حالت قبل و پس از کارگرم با دو میزان کاهش ضخامت مختلف نشان می‌دهد. هرچند عملیات همگن‌سازی سبب انحلال میزان زیادی از فازهای ثانویّه می‌شود، امّا بااین‌حال تمام کاربیدها حل نشده‌اند و به‌صورت پراکنده در ساختار حضور دارند. برای آلیاژ پایه کبالت Co- 25.5 Cr-10.7Ni-7.8W- 0.42 C نیز پس از نگه‌داری شمش به مدّت ٤ ساعت در دمای مشابه کاربیدها در ساختار حضور داشتند [11]. مشخص است پس از نورد گرم ساختار دندریتی حاصل از انجماد شکسته شده و دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی همراه با دوقلویی‌های آنیل شکل گرفته‌اند.



شکل (۱) ریزساختار نوری آلیاژ Haynes 188 الف) در حالت ریختگی و همگن‌سازی شده در دمای ۱۲۰۰˚C، ب) پس از ۶۰٪ نورد گرم، ج) پس از ۸۵٪ نورد گرم



شکل (۲) تغییرات اندازه دانه و کسر حجمی رسوبات کاربیدی با تغییر میزان کاهش ضخامت در نورد گرم آلیاژ Haynes 188

در شکل (۲) تفاوت‌های ریزساختاری در دو حالت مختلف نوردی به‌صورت کمّی نشان داده شده است. ملاحظه می‌شود که افزایش میزان کاهش ضخامت سبب ریزدانگی و افزایش نسبی کسر کاربیدها در ساختار شده است. ازآن‌جایی‌که مرزدانه‌ها نیز محل رسوب‌گذاری کاربیدها محسوب می‌شوند با ریزدانگی، سطح مرزدانه‌ها افزایش یافته و کاربیدهای بیشتری در ساختار رسوب می‌کنند. همچنین با توجه به یکسان بودن میزان کاهش ضخامت در هر پاس؛ نمونه با کاهش ضخامت ۸۵٪، تعداد پاس‌های بیشتری تحت عملیات نورد قرار گرفته است، لذا بیشتر در معرض حرارت دهی در دمای نورد بوده و این مطلب نیز می‌تواند دلیلی بر افزایش کسر حجمی کاربیدها در این نمونه باشد. نوع کاربیدها و تحولات آن با آنیل انحلالی در بخش بعد به‌طور مفصل مورد بحث قرار خواهد گرفت.

ریزدانگی سبب ارتقاء خواص استحکامی می‌شود درحالی‌که حضور کاربیدها بیش از یک میزان مشخص علاوه بر افزایش استحکام می‌توانند اثرات نامطلوبی بر داکتیلیته داشته باشد [12-14].

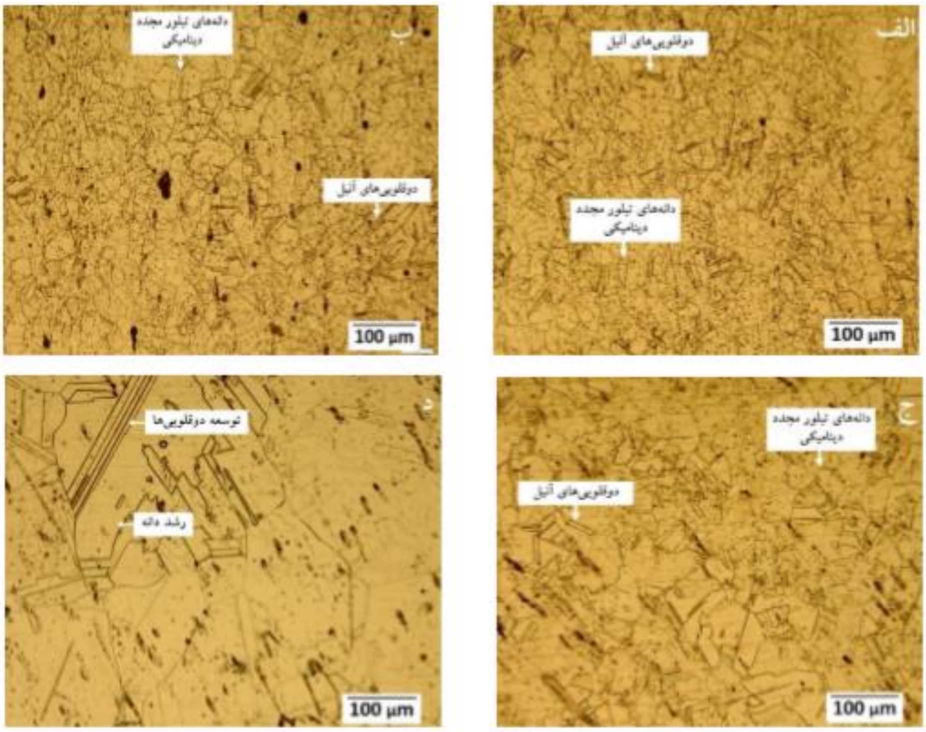
بررسی ریزساختار پس از آنیل انحلالی

پس از انجام عملیات نورد گرم در دو شرایط ۶۰ و ۸۵٪ کاهش ضخامت، نمونه‌ها تحت عملیات آنیل انحلالی قرار گرفتند. ریزساختار حاصل از عملیات آنیل انحلالی پس از تغییر شکل سوپرآلیاژ Haynes 188 در شکل‌های (۳) و (٤) نشان داده شده است. افزایش دمای آنیل علاوه بر درشت شدن دانه‌ها، سبب تغییرات میزان کاربیدها در ساختار و همچنین اندازه آن‌ها شده است.

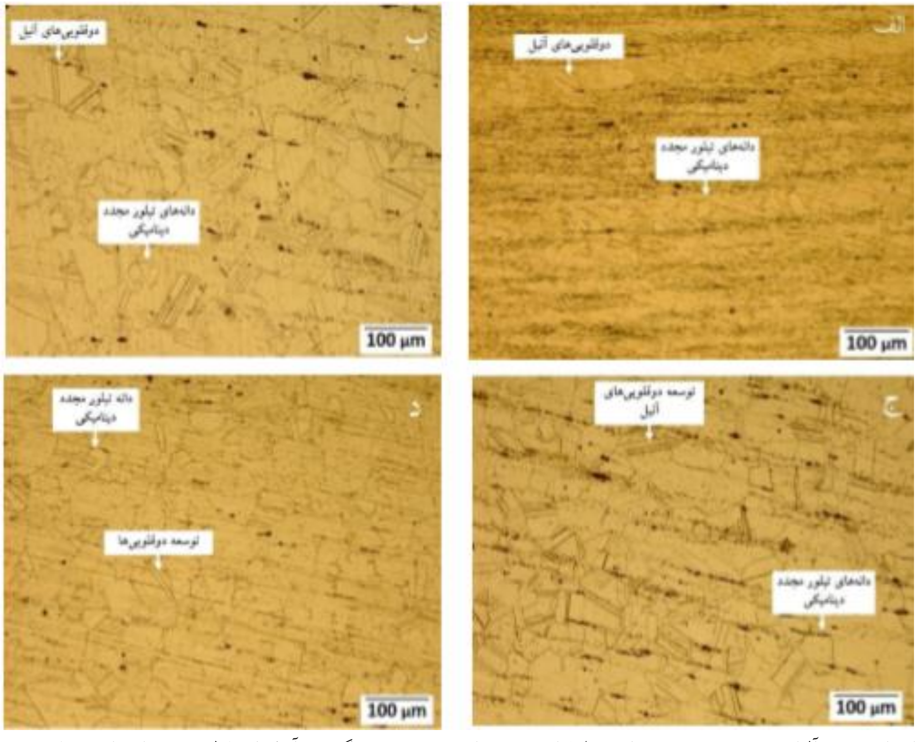
همچنین در شکل (۵) اطلاعات کمّی مربوط به ریزساختارها پس از عملیات آنیل انحلالی خلاصه شده است. همان‌طور که در ریز ساختارهای شکل (۳) و (٤) نیز ملاحظه می‌شود با افزایش دما و زمان آنیل انحلالی برخی از دوقلویی‌های آنیل ضمن افزایش اندازه دانه در ساختار توسعه یافته‌اند. شکل (۵) علاوه بر تغییرات اندازه دانه، تحولات کسر طولی دوقلویی آنیل را نیز با دما و زمان آنیل نشان می‌دهد. همچنین جهت بررسی کمّی تحولات دوقلویی آنیل می‌توان از رابطهٔ (۱) نیز استفاده کرد. در این رابطه متوسط طول دوقلویی‌های توسعه یافته در هر دانه بر متوسط اندازه دانه تقسیم خواهند شد. بدین ترتیب Xهای حاصل در هر مرحله از آنیل انحلالی (تغییر دما و زمان) میزان‌های مختلفی حاصل خواهد شد و تغییر روند توسعه دوقلویی‌های آنیل را مشخص خواهند کرد:

$$X = \frac{\text{mean of twin length}}{\text{mean of grain boundary size}} \quad (۱)$$

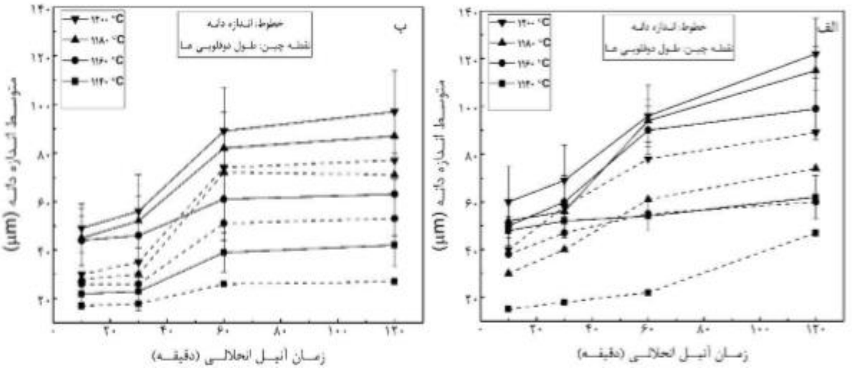
در نمودارهای شکل (۵) ملاحظه می شود، تغییر زمان آنیل انحلالی از ۱۰ به ۳۰ دقیقه سبب تغییر محسوسی در اندازه دانه و همچنین دوقلویی‌های آنیل نشده است، امّا افزایش دمای آنیل از ۱۱٤۰ °C به ۱۱٦۰ °C در همین زمان برای نمونه ۸۵٪ سبب افزایش قابل ملاحظه اندازه دانه شده است. افزایش زمان آنیل انحلالی از ۳۰ به ٦۰ دقیقه در تمامی حالات به‌جز دمای ۱۱٤۰ °C برای نمونه ٦۰٪ سبب رشد شدید دانه‌ها شده است؛ بنابراین یک زمان بحرانی برای اکثر دماهای آنیل انحلالی وجود دارد که پس‌ازآن رشد شدید دانه رخ می‌دهد. فاور و همکارانش [15] نیز نشان دادند برای آلیاژ Haynes 25 اندازه دانه های تبلور مجدد دینامیکی با آنیل انحلالی در دمای ۱۲۰۰ °C با افزایش زمان از ۱٦ به ۸۳ دقیقه به بیش از دو برابر رسیده است درحالی‌که با افزایش زمان از ۸۳ به ۱۸۰ دقیقه، اندازه دانه ها، تغییر قابل‌ملاحظه‌ای نکرد. شکل (٦) تغییرات اندازه دانه را در زمان ثابت آنیل برای دو نمونه با میزان کرنش های مختلف بررسی کرده است.



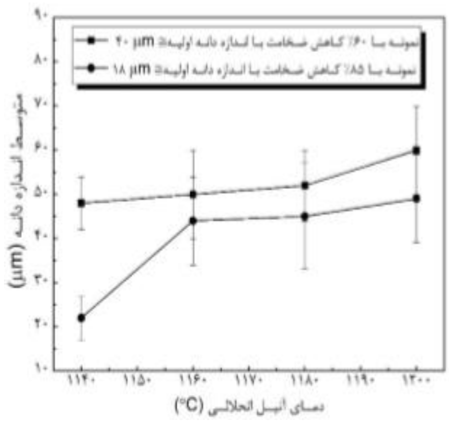
شکل (۳) ریزساختار نوری آلیاژ Haynes 188 پس از ۶۰٪ کاهش ضخامت حین نورد گرم و آنیل انحلالی در زمان ثابت ۳۰ دقیقه الف) °C ۱۱۴۰، ب) °C ۱۱۶۰، ج)°C ۱۱۸۰، د) ۱۲۰۰°C و سرمایش در آب



شکل (٤) ریزساختار نوری آلیاژ Haynes 188 پس از ۸۵٪ کاهش ضخامت حین نورد گرم و آنیل انحلالی در زمان ثابت ۳۰ دقیقه الف) °C ۱۱۴۰، ب) °C ۱۱۶۰، ج)°C ۱۱۸۰، د) ۱۲۰۰°C و سرمایش در آب



شکل (۵) تغییرات اندازه دانه و طول دوقلویی‌های آنیل در دانه پس از آنیل انحلالی برای آلیاژ Haynes 188 الف) پس از کاهش ضخامت ٦۰٪، ب) پس از کاهش ضخامت ۸۵٪



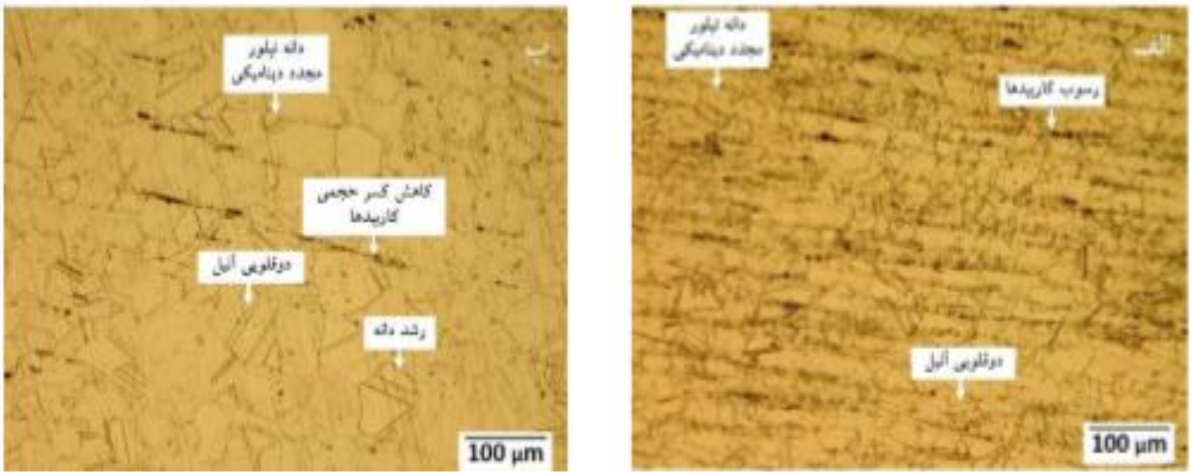
شکل (٦): تغییرات اندازه دانه با دمای آنیل برای نمونه Haynes 188 با دو میزان کاهش ضخامت مختلف در زمان ثابت ۱۰ دقیقه

از شکل (٦) ملاحظه می‌شود، افزایش دمای آنیل از °C ۱۱٤۰ به °C ۱۱٦۰ برای نمونه ۸۵٪ نورد شده، سبب رشد اندازه دانه به بیش از دو برابر حالت قبل از آنیل آن شده است درحالی‌که میزان رشد برای نمونه ٦۰٪ نورد در زمان ۱۰ دقیقه در دماهای مختلف آنیل اندک بوده است. این حالت نشان می‌دهد نمونه ۸۵٪ نورد شده انرژی ذخیره شده بسیار بیشتری نسبت به نمونه ٦۰٪ نوردی داشته که این انرژی با آنیل انحلالی در زمان‌ها و دماهای کمتری آزاد می‌شود. شکل (۷) ریزساختار نوری نمونه ۸۵٪ نوردی را با آنیل انحلالی در زمان ثابت نشان می‌دهد.

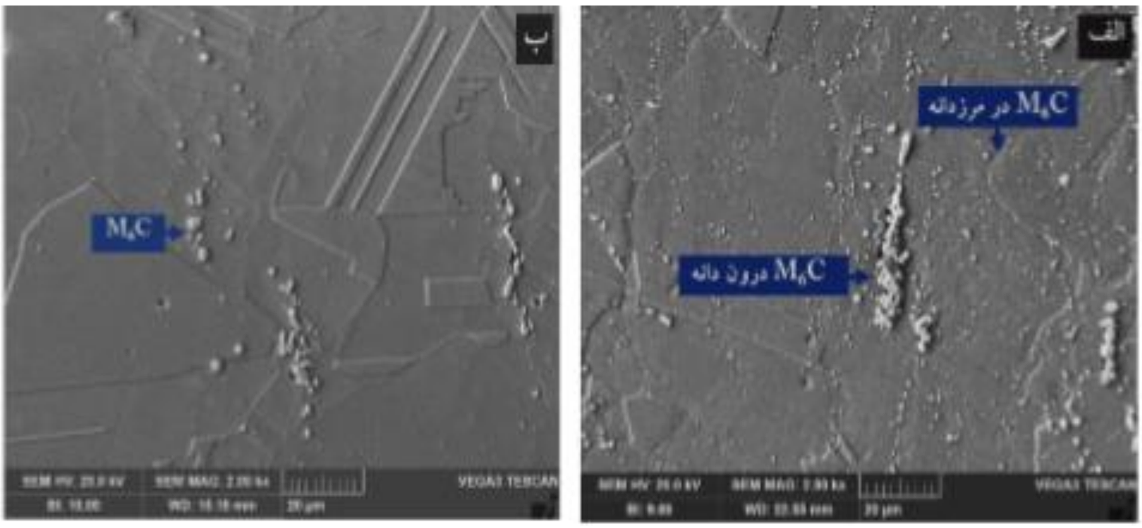
همان‌طور که ملاحظه می‌شود با آنیل انحلالی نمونه در دمای °C ۱۱٤۰ به مدّت ۱۰ دقیقه، دانه‌ها با متوسط اندازه‌ای حدود µm ۲۲ و رسوب قابل ملاحظه کاربیدها در ساختار توسعه یافته‌اند (شکل ۷– الف)، امّا افزایش دمای آنیل به °C ۱۱٦۰ سبب انحلال کسر قابل‌توجهی از کاربیدها همراه با رشد سریع دانه‌ها شد (شکل ۷– ب). جهت بررسی دقیق‌تر تغییرات ساختاری پس از آنیل از تصاویر SEM کمک گرفته شد. بدین منظور تغییرات کاربیدها با دمای آنیل در زمان ثابت ۳۰ دقیقه برای نمونه با ٦۰٪ کاهش ضخامت در نظر گرفته شد. شکل (۸) تصاویر مورد بحث را نشان می‌دهد.

کاربیدهای نوع M_6C در دماهای بیشتر از °C ۱۰۰۰ می‌توانند مستقیماً از زمینه رسوب کنند. این نوع کاربید غنی از تنگستن گزارش شده است [8,16] و ترکیب آن‌ها شامل $Co_aCr_bW_cNi_dC$ است که در آن a+b+c+d=6 بوده، همچنین کاربید یاد شده می‌تواند شامل ترکیبات مختلفی از نوع $CoCr_2W_3C$، $CoCr_3W_2C$ و حتّی W_6C باشد [8].

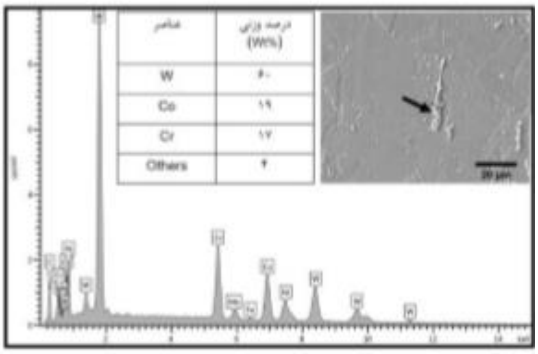
در دمای °C ۱۱٤۰ برخی از کاربیدها در مرزدانه نیز حضور دارند (شکل ۸–الف) امّا در دماهای بالاتر کاربیدهای مرزدانه‌ای به‌طور کامل از بین رفته و کاربیدها به‌صورت پراکنده در داخل دانه رسوب کرده‌اند (شکل ۸– ب)، آنالیز EDS از رسوبات نشان داد که کاربیدهای رسوب کرده در مرزدانه و داخل دانه تفاوتی از نظر ترکیب شیمیایی ندارند و مشابه ترکیب کاربید M_6C گزارش شده در مراجع هستند [11,15] که در شکل (۹) نشان داده شده است. در مراجع [15,16] نیز برای آلیاژ Haynes 25 انحلال کاربیدها در دمای °C ۱۲۰۰ مشاهده شده است؛ بنابراین می‌توان درشت شدن دانه‌ها با افزایش دمای آنیل را به انحلال کاربیدهای مرزدانه‌ای نسبت داد. به‌عبارت‌دیگر کاربیدها ممانعت کننده رشد هستند که با انحلال آن‌ها فرصت رشد برای دانه‌ها به وجود می‌آید.



شکل (۷) ریزساختار نوری آلیاژ Haynes 188 پس از ۸۵٪ کاهش ضخامت با نورد گرم و آنیل انحلالی به مدّت ۱۰ دقیقه الف) ۱۱۴۰ °C، ب) ۱۱۶۰ °C و سرمایش در آب



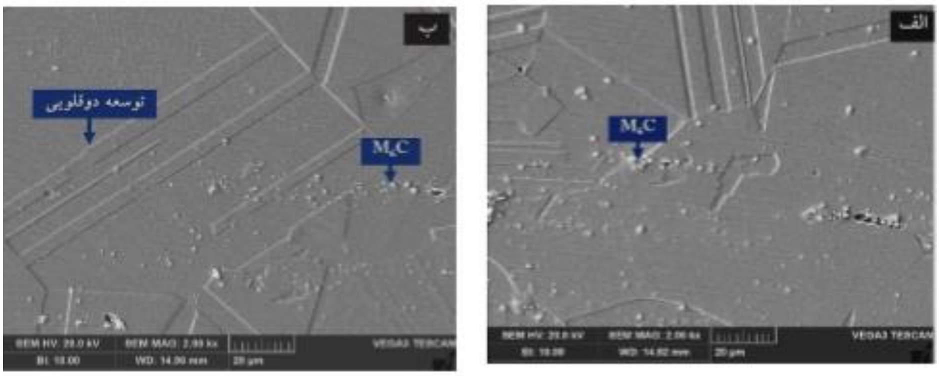
شکل (۸) ریزساختار SEM آلیاژ Haynes 188 پس از نورد گرم با کاهش ضخامت ۶۰٪ و آنیل انحلالی در ۳۰ دقیقه در دمای الف) ۱۱۴۰ °C، ب) ۱۱۸۰ °C



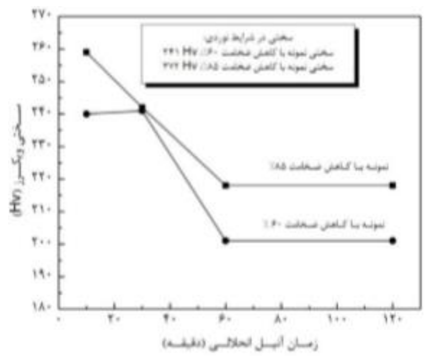
شکل (۹) نتایج آنالیز EDS از رسوبات کاربیدی موجود در آلیاژ Haynes 188 پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۱۴۰ °C

جدول (۲) تغییرات کسر حجمی و اندازه کاربیدها برای نمونه‌های Haynes 188 پس از آنیل در زمان ۳۰ دقیقه در دماهای مختلف

کاهش ضخامت ٪	دما (°C)	کسر حجمی کاربیدها (٪)	اندازه متوسط ذرات کاربیدی (μm)
٦۰	۱۱٤۰	۳/٤ ± ۰/۳	۱/۹۱ ± ۰/٤
	۱۱۸۰	۰/۹ ± ۰/۲	۲/۱ ± ۰/۱
۸۵	۱۱٤۰	۳/۸ ± ۰/٤	۱/۲ ± ۰/۲
	۱۱۸۰	۰/۸ ± ۰/۲	۱/۱ ± ۰/۱



شکل (۱۰) ریزساختار SEM آلیاژ Haynes 188 پس از نورد گرم با کاهش ضخامت ۸۵٪ و آنیل انحلالی در دمای ۱۱٦۰ °C الف) ۳۰ دقیقه، ب) ٦۰ دقیقه



شکل (۱۱) تغییرات میزان سختی آلیاژ Haynes 188 پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۱۸۰ °C

تحولات میزان کسر کاربیدها و متوسط اندازه هر کاربید بررسی شد که نتایج آن در جدول (۲) گزارش شده است. همچنین مرجع [16] نیز گزارش کرده است که افزایش دمای آنیل انحلالی سبب درشت شدن رسوبات کاربیدی برای آلیاژ Haynes 25 می‌شود.

روند تغییرات کسر حجمی کاربیدها با زمان آنیل در دمای ثابت نیز روی نمونه ۸۵٪ بررسی شد. شکل (۱۰) تصاویر ریزساختارهای حاصل از SEM نمونه یاد شده را در دمای ثابت نشان می‌دهد.

افزایش زمان آنیل سبب انحلال بیشتر کاربیدها شده که این حالت سبب درشت شدن دانه‌های تبلور مجدد دینامیکی و توسعه دوقلویی‌های آنیل در ساختار می‌شود. از طرف دیگر نرخ انحلال کاربیدها برای نمونه با کاهش ضخامت ۸۵٪ بیشتر از نمونه با ٦۰٪ کاهش ضخامت تحت شرایط یکسان بود؛ بنابراین از تصاویر SEM نیز ملاحظه شد که افزایش دمای آنیل و افزایش زمان آنیل از ۳۰ به ٦۰ دقیقه سبب

انحلال کاربیدها ضمن درشت شدن دانه‌ها می‌شود.

خواص مکانیکی سختی

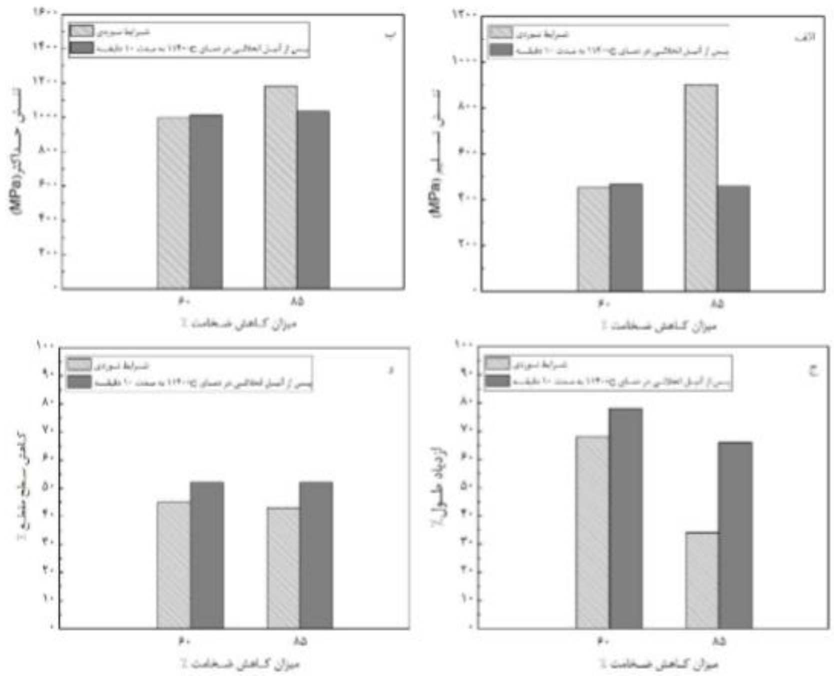
آزمایش سختی‌سنجی ویکرز در حالات مختلف نوردی و نورد+آنیل انجام شد. بدین ترتیب می‌توان اثر میزان کرنش و همچنین آنیل انحلالی پس از تغییر شکل را بر سختی آلیاژ Haynes 188 بررسی کرد. شکل (۱۱) نشان‌دهنده تغییرات میزان سختی در حالات مختلف است.

سختی نمونه با ۸۵٪ کاهش ضخامت در حالت نوردی به میزان قابل‌توجهی بیشتر از نمونه با ۶۰٪ کاهش ضخامت در شرایط مشابه است. علّت افزایش سختی را می‌توان به ریزدانه‌سازی و همچنین افزایش چگالی نابه‌جایی‌ها در این شرایط نسبت داد، امّا پس از آنیل انحلالی حتّی در زمان ۱۰ دقیقه سختی نمونه ۸۵٪ به ۲۵۷ Hv افت می‌کند درحالی‌که برای نمونه ۶۰٪ آنیل انحلالی تا ۳۰ دقیقه نیز سبب افت میزان سختی نشده است. این مطلب نشان از نرخ رشد سریع‌تر دانه‌ها با دما و زمان آنیل برای نمونه ۸۵٪ دارد. همچنین می‌توان اظهار کرد توسعه مرزهای دوقلویی با آنیل انحلالی که در شکل (۵) بررسی شد تأثیر مثبتی بر میزان سختی نداشته است. گزارش شده است که قسمت هم‌سیمای دوقلویی‌ها می‌توانند با آنیل در داخل دانه توسعه یابد (طول آن افزایش پیدا کند) امّا قسمت غیر هم‌سیمای آن (عرض آن) تغییری نیافته است. قسمت هم‌سیمای دوقلویی‌ها انرژی به‌مراتب کمتر از قسمت غیرهم‌سیمای آن داشته و تأثیری روی بهبود خواص مکانیکی ندارند [17,18].

کشش دما محیط

نتایج حاصل از آزمایش کشش در شرایط مختلف برای آلیاژ Haynes 188 در شکل (۱۲) ارائه شده است. استحکام تسلیم نمونه ۸۵٪ نورد شده تقریباً دو برابر استحکام تسلیم نمونه ۶۰٪ است. همان‌طور که گفته شد علّت این افزایش استحکام ریزدانه‌سازی و همچنین تبدیل مرزهای با انرژی اندک (Σ3) یا همان مرزهای دوقلویی هم‌سیما به مرزهای کم زاویه (Low angled) در اثر اعمال کرنش‌های زیاد است. مرزهای کم زاویه انرژی بیشتری نسبت به مرزهای دوقلویی دارند. همچنین پیدایش زیرساختار (Substructure) با اندازه کریستالیت‌های اندک از دیگر مکانیزم‌های گزارش شده برای توجیه این افزایش استحکام بوده است [5,6]. کسرحجمی کاربیدهای نمونه ۸۵٪ نورد شده نیز بیشتر از نمونه ۶۰٪ بود که این شرایط افزایش استحکام و کاهش داکتیلیته را در پی داشت. آنیل انحلالی پس از کار گرم حتّی در زمان‌های اندک نیز اثرات نامطلوبی بر استحکام نمونه ۸۵٪ داشته است. چراکه نرخ رشد و انحلال کاربیدها در آن به‌مراتب بیشتر از نمونه ۶۰٪ است، امّا آنیل انحلالی کوتاه‌مدّت برای نمونه ۶۰٪ در دمای ۱۱۴۰°C ضمن حفظ استحکام، سبب بهبود میزان داکتیلیته نیز شده است.

بنابراین اگر نیاز به استحکام بسیار بالا باشد، اعمال میزان کرنش‌های زیاد (کاهش ضخامت‌های بیشتر) بدون انجام عملیات آنیل پس از تغییر شکل، می‌تواند پاسخگوی آن نیاز باشد. شایان‌ذکر است اختلاف میزان تنش تسلیم و تنش حداکثر در حالت نوردی برای نمونه ۸۵٪ کمتر از نمونه ۶۰٪ است. این حالت نشان می‌دهد اگر نیاز به ماده‌ای با تغییر شکل مناسب در دمای محیط باشد، نمونه با ۶۰٪ کاهش ضخامت ارجح است چراکه در تنش‌های کمتری تسلیم شده ولی اختلاف تنش تسلیم با تنش حداکثر آن قابل‌ملاحظه است. روند مشابهی از تغییرات میزان استحکام برای آلیاژ Co-29Cr-6Mo-0.14N پس از نورد گرم تا ۹۲/۸٪ کاهش ضخامت، مشاهده شد [5]. امّا تأثیر آنیل انحلالی پس از کار گرم بر ریزساختار و خواص مکانیکی در پژوهش یاد شده بررسی نشد. به نظر می‌رسد یک میزان تغییر شکل بحرانی وجود دارد که پس‌ازآن خواص مکانیکی وابسته به اندازه دانه به‌طور قابل‌ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد. ملاحظه شد با افزایش میزان کرنش حین کار گرم، انرژی ذخیره شده ماده افزایش یافته و این افزایش انرژی با آنیل انحلالی به‌سرعت آزاد می‌شود؛ بنابراین با توجه به کاربرد و موقعیت سرویس‌دهی با توجه به نتایج و بحث مذکور می‌توان آلیاژی با خواص مورد نیاز را تولید نمود.



شکل (۱۲) نتایج خواص کششی دما محیط برای آلیاژ Haynes188 الف) استحکام تسلیم، ب) استحکام کششی، ج) ازدیاد طول، د) کاهش سطح مقطع

نتیجه‌گیری

۱. افزایش میزان کرنش حین فرآیند کار گرم سبب ریزدانگی و افزایش نسبی کسر کاربیدها می‌شود؛ چراکه کاربیدها تمایل به تجمع در اطراف عیوب دارند و افزایش کرنش سبب افزایش مرزهای دانه و عیوب می‌شود.

۲. آنیل انحلالی پس از کار گرم برای نمونه‌های نورد شده با هر دو کاهش ضخامت، نشان داد که افزایش زمان آنیل از ۳۰ به ٦۰ دقیقه در دماهای بیش از ۱۱٤۰ °C سبب رشد قابل‌ملاحظه اندازه دانه خواهد شد که رشد مستلزم انحلال کاربیدها است که به‌عنوان موانع بر سر راه مرزها عمل می‌کنند.

۳. نرخ رشد دانه (افزایش اندازه دانه نسبت به حالت نوردی) با افزایش دمای آنیل انحلالی برای نمونه ۸۵٪ نورد شده بسیار بیشتر از نمونه ٦۰٪ نوردی بود؛ زیرا انرژی ذخیره شده در اثر اعمال کرنش در نمونه مذکور بسیار بالاتر از نمونه دیگر است.

٤. نتایج آنالیز EDS از ذرات رسوبی، تنها حضور کاربیدهای غنی از تنگستن M_6C را پس از کار گرم و آنیل انحلالی تائید کرد. همچنین افزایش دما و زمان آنیل سبب انحلال بیشتر کاربیدها در زمینه شد.

۵. سختی نمونه ۸۵٪ نورد شده در حالت نوردی بیش از یک و نیم برابر سختی نمونه ٦۰٪ بود که پس از آنیل انحلالی در دمای ۱۱۸۰ °C و زمان‌های مختلف مقادیر سختی هر دو نمونه به یکدیگر نزدیک شد که علّت رشد سریع‌تر دانه‌ها با دما و زمان برای نمونه با کاهش ضخامت ۸۵٪ است.

٦. ریزدانگی و کسر حجمی بیشتر کاربیدها برای نمونه ۸۵٪ نورد شده سبب شد که استحکام تسلیم نمونه مذکور نزدیک به دو برابر نمونه ٦۰٪ شود. امّا پس از آنیل انحلالی به مدّت ۱۰ دقیقه در دمای ۱۱٤۰ °C رشد دانه و انحلال بیشتر کاربیدها افت استحکام بیشتری برای نمونه ۸۵٪ نورد شده نسبت به نمونه ٦۰٪ داشت؛ بنابراین آنیل انحلالی در زمان‌های کوتاه می‌تواند سبب بهبود خواص کششی از طریق انحلال نسبی کاربیدها و رشد برخی دانه‌ها شود.

مراجع

1. B. Geddes, H. Leon, and X. Huang, Superalloys: alloying and performance. ASM International, (2010).
2. M. J. Donachie and S. J. Donachie, Superalloys: a technical guide. ASM international, (2002).
3. J. R. Davis, "ASM specialty handbook: Nickel, Cobalt, and their alloys," ASM International, Member/Customer Service Center, (2000).
4. H. Chandler, Heat treater's guide: practices and procedures for nonferrous alloys. ASM international, (1996).
5. M. Mori, K. Yamanaka, S. Sato, K. Wagatsuma, and A. Chiba, "Microstructures and mechanical properties of biomedical Co-29Cr-6Mo-0.14 N alloys processed by hot rolling," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 43, no. 9, pp. 3108-3119, (2012).
6. K. Yamanaka, M. Mori, and A. Chiba, "Enhanced mechanical properties of as-forged Co-Cr-Mo-N alloys with ultrafine-grained structures," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 43, no. 13, pp. 5243-5257, (2012).
7. R. Gupta, M. Karthikeyan, D. Bhalia, B. Ghosh, and P. Sinha, "Effect of microstructure on mechanical properties of refractory Co-Cr-W-Ni alloy," *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 50, no. 3-4, pp. 175-179, (2008).
8. J. Favre, "Recrystallization of L-605 cobalt superalloy during hot-working process," Thesis submited for degree of Doctor of philosophy, Citeseer, (2013).
9. Standard, "E92, Standard test method for vickers hardness of metallic materials, vol. 2," West Conshohocken, PA: ASTM International, (2003).
10. Standard, "E8 test methods of tension testing of metallic materials" ASTM International, [metric], 2003.
11. W. Gui, H. Zhang, M. Yang, T. Jin, X. Sun, and Q. Zheng, "The investigation of carbides evolution in a cobalt-base superalloy at elevated temperature", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 695, pp. 1271-1278, (2017).
12. K. Yamanaka, M. Mori, and A. Chiba, "Influence of carbon addition on mechanical properties and microstructures of Ni-free Co–Cr–W alloys subjected to thermomechanical processing", *Journal of the mechanical behavior of biomedical materials,* vol. 37, pp. 274-285, (2014).
13. K. Yamanaka, M. Mori, and A. Chiba, "Developing high strength and ductility in biomedical Co–Cr cast alloys by simultaneous doping with nitrogen and carbon," *Acta biomaterialia*, vol. 31, pp. 435-447, (2016).
14. S.-H. Lee, E. Takahashi, N. Nomura, and A. Chiba, "Effect of carbon addition on microstructure and mechanical properties of a wrought Co-Cr-Mo implant alloy," *Materials transactions*, vol. 47, no. 2, pp. 287-290, (2006).
15. J. Favre, D. Fabrègue, E. Maire, and A. Chiba, "Grain growth and static recrystallization kinetics in Co–20Cr–15W–10Ni (L-605) cobalt-base superalloy," *Philosophical Magazine*, vol. 94, no. 18, pp. 1992-2008, (2014).
16. K. Ueki, K. Ueda, and T. Narushima, "Microstructure and Mechanical Properties of Heat-Treated Co-20Cr-

15W-10Ni Alloy for Biomedical Application," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 47, no. 6, pp. 2773-2782, (2016).

17. B. Lin, "Investigating annealing twin formation mechanisms in face-centered cubic Nickel," Thesis submited for degree of Doctor of philosophy, Carnegie Mellon University, (2015).
18. D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Sherif, Phase Transformations in Metals and Alloys, (Revised Reprint). CRC press, (2009).